

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-226956

(43)Date of publication of application : 14.08.2002

(51)Int.Cl. C22C 45/02
H01F 1/153
// B22F 9/08

(21)Application number : 2001-197157 (71)Applicant : ALPS ELECTRIC CO LTD

(22)Date of filing : 28.06.2001 (72)Inventor : KENMOTSU HIDETAKA
FUKUMURA HIROAKI
KOSHIBA HISATO
YOSHIDA SHOJI
MIZUSHIMA TAKAO

(30)Priority

Priority number : 2000363078 Priority date : 29.11.2000 Priority country : JP

(54) AMORPHOUS SOFT MAGNETIC ALLOY

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an amorphous soft magnetic alloy which has excellent soft magnetic properties, and has little deterioration in magnetic properties even when used as a magnetic core or the like.

SOLUTION: The amorphous soft magnetic alloy having a structure in which ΔT_x is ≥ 20 K, having an amorphous phase as a main phase, and satisfying the following compositional formulae of (1) to (4) is adopted; (1) $\text{Fe}_{100-x-y-z-w-t}\text{Al}_x\text{PyCzBwXt}$; (2) $(\text{Fe}_{1-a}\text{Ta})_{100-x-y-z-w-t}\text{Al}_x\text{PyCzBwXt}$; (3) $\text{Fe}_{100-x-y-z-w-t}\text{Al}_x(\text{P}_{1-b}\text{Si}_b)_v\text{CzBwXt}$; and (4) $(\text{Fe}_{1-a}\text{Ta})_{100-x-y-z-w-t}\text{Al}_x(\text{P}_{1-b}\text{Si}_b)_v\text{CzBwXt}$. The alloy contains Fe alone or Fe and an element T by 70 to 79 atomic %, Al by 0 to 10 atomic % and P, C, B and (Si) by 11 to 30 atomic %, so that its saturation magnetization reaches 180×10^{-6} Wb.m/kg or higher, and the amorphous alloy exhibiting excellent soft magnetic properties can be composed.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 11.10.2002

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

56

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-226956

(P2002-226956A)

(43) 公開日 平成14年8月14日 (2002.8.14)

(51) Int.Cl.⁷

識別記号

F I

テームト^{*} (参考)

C 2 2 C 45/02

C 2 2 C 45/02

A 4 K 0 1 7

H 0 1 F 1/153

B 2 2 F 9/08

M 5 E 0 4 1

// B 2 2 F 9/08

H 0 1 F 1/14

C

審査請求 未請求 請求項の数15 O L (全 17 頁)

(21) 出願番号 特願2001-197157 (P2001-197157)

(71) 出願人 000010098

(22) 出願日 平成13年6月28日 (2001.6.28)

アルプス電気株式会社

東京都大田区雪谷大塚町1番7号

(31) 優先権主張番号 特願2000-363078 (P2000-363078)

(72) 発明者 鋤物 英貴

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ

(32) 優先日 平成12年11月29日 (2000.11.29)

ス電気株式会社内

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(72) 発明者 福村 弘明

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ

〔出願人による申告〕 国等の委託研究の成果に係る特許出願 (平成13年度新エネルギー・産業技術総合開発機構「スーパーメタルの技術開発 (ナノ・アモルファス構造制御材料の開発)」委託研究、産業活力再生特別措置法第30条の適用を受けるもの)

ス電気株式会社内

(74) 代理人 100064908

弁理士 志賀 正武 (外6名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 非晶質軟磁性合金

(57) 【要約】

【課題】 軟磁気特性に優れ、かつ磁気コア等に用いた場合でも磁気特性の劣化が小さな非晶質軟磁性合金を提供する。

【解決手段】 ΔT_x が 20 K 以上で非晶質相を主相とする組織からなり、下記 (1) ~ (4) の組成式の非晶質軟磁性合金を採用する。

(1) $Fe_{100-x-y-z-w-t}Al_xPyC_zB_wX_t$

(2) $(Fe_{1-a}Ta)_{100-x-y-z-w-t}Al_xPyC_zB_wX_t$

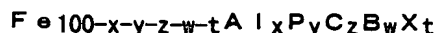
(3) $Fe_{100-x-v-z-w-t}Al_x(P_{1-b}Si_b)_vC_zB_wX_t$

(4) $(Fe_{1-a}Ta)_{100-x-v-z-w-t}Al_x(P_{1-b}Si_b)_vC_zB_wX_t$

この合金は Fe 単独または Fe と元素 T とが 70 原子% 以上 79 原子% 以下、Al が 0 原子% 以上 10 原子% 以下、P、C、B、(Si) が 11 原子% 以上 30 原子% 以下なので、飽和磁化が $180 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上になり、優れた軟磁気特性を示す非晶質合金を構成できる。

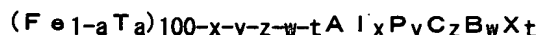
【特許請求の範囲】

【請求項1】 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度を示し、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が 20 K 以上の非晶質相を主相とする組織からなり、下記の組成式で表されることを特徴とする非晶質軟磁性合金。



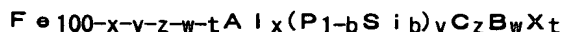
ただし、 X は Cr 、 Mo 、 V より選ばれる 1 種または 2 種以上の元素であり、組成比を示す x 、 y 、 z 、 w 、 t は、0 原子% $\leq x \leq 10$ 原子%、2 原子% $\leq y \leq 15$ 原子%、0 原子% $< z \leq 11.5$ 原子%、4 原子% $\leq w \leq 10$ 原子%、0 原子% $\leq t \leq 8$ 原子%、70 原子% $\leq (100 - x - y - z - w - t) \leq 79$ 原子%、11 原子% $\leq (y + z + w) \leq 30$ 原子% である。

【請求項2】 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度を示し、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が 20 K 以上の非晶質相を主相とする組織からなり、下記の組成式で表されることを特徴とする非晶質軟磁性合金。



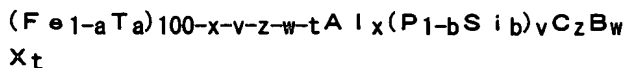
ただし、 X は Cr 、 Mo 、 V より選ばれる 1 種または 2 種の元素であり、 T は Co 、 Ni より選ばれる 1 種または 2 種の元素であり、組成比を示す a 、 x 、 y 、 z 、 w 、 t は、0.1 $\leq a \leq 0.15$ 、0 原子% $\leq x \leq 10$ 原子%、2 原子% $\leq y \leq 15$ 原子%、0 原子% $< z \leq 11.5$ 原子%、4 原子% $\leq w \leq 10$ 原子%、0 原子% $\leq t \leq 8$ 原子%、70 原子% $\leq (100 - x - y - z - w - t) \leq 79$ 原子%、11 原子% $\leq (y + z + w) \leq 30$ 原子% である。

【請求項3】 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度を示し、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が 20 K 以上の非晶質相を主相とする組織からなり、下記の組成式で表されることを特徴とする非晶質軟磁性合金。



ただし、 X は Cr 、 Mo 、 V より選ばれる 1 種または 2 種の元素であり、組成比を示す b 、 x 、 v 、 z 、 w 、 t は、0.1 $\leq b \leq 0.28$ 、0 原子% $\leq x \leq 10$ 原子%、2 原子% $\leq v \leq 15$ 原子%、0 原子% $< z \leq 11.5$ 原子%、4 原子% $\leq w \leq 10$ 原子%、0 原子% $\leq t \leq 8$ 原子%、70 原子% $\leq (100 - x - y - z - w - t) \leq 79$ 原子%、11 原子% $\leq (v + z + w) \leq 30$ 原子% である。

【請求項4】 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度を示し、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が 20 K 以上の非晶質相を主相とする組織からなり、下記の組成式で表されることを特徴とする非晶質軟磁性合金。



ただし、 X は Cr 、 Mo 、 V より選ばれる 1 種または 2 種の元素であり、 T は Co 、 Ni より選ばれる 1 種または 2 種の元素であり、組成比を示す a 、 b 、 x 、 v 、 z 、 w 、 t は、0.1 $\leq a \leq 0.15$ 、0.1 $\leq b \leq 0.28$ 、0 原子% $\leq x \leq 10$ 原子%、2 原子% $\leq v \leq 15$ 原子%、0 原子% $< z \leq 11.5$ 原子%、4 原子% $\leq w \leq 10$ 原子%、0 原子% $\leq t \leq 8$ 原子%、70 原子% $\leq (100 - x - v - z - w - t) \leq 79$ 原子%、11 原子% $\leq (v + z + w) \leq 30$ 原子% である。

【請求項5】 非晶質軟磁性合金の融点を T_m としたとき、 $T_g/T_m \geq 0.57$ であるとともに、飽和磁化 σ_s が $180 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上であることを特徴とする請求項1ないし請求項4のいずれかに記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項6】 前記組成比のうちの x 、 y 、 z 、 w 、 t が、0 原子% $\leq x \leq 6$ 原子%、2 原子% $\leq y \leq 15$ 原子%、0 原子% $< z \leq 11.5$ 原子%、4 原子% $\leq w \leq 10$ 原子%、0 原子% $\leq t \leq 4$ 原子%、76 原子% $\leq (100 - x - y - z - w - t) \leq 79$ 原子%、18 原子% $\leq (y + z + w) \leq 24$ 原子% の範囲であることを特徴とする請求項1または請求項2に記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項7】 前記組成比のうちの x 、 v 、 z 、 w 、 t が、0 原子% $\leq x \leq 6$ 原子%、2 原子% $\leq v \leq 15$ 原子%、0 原子% $< z \leq 11.5$ 原子%、4 原子% $\leq w \leq 10$ 原子%、0 原子% $\leq t \leq 4$ 原子%、76 原子% $\leq (100 - x - v - z - w - t) \leq 79$ 原子%、18 原子% $\leq (v + z + w) \leq 24$ 原子% の範囲であることを特徴とする請求項3または請求項4に記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項8】 非晶質軟磁性合金の融点を T_m としたとき、 $T_g/T_m \geq 0.57$ であるとともに、飽和磁化 σ_s が $200 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上であることを特徴とする請求項6または請求項7に記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項9】 前記組成比のうちの x 、 y 、 z 、 w 、 t が、0 原子% $\leq x \leq 5$ 原子%、2 原子% $\leq y \leq 15$ 原子%、0 原子% $< z \leq 11.5$ 原子%、4 原子% $\leq w \leq 10$ 原子%、0 原子% $\leq t \leq 3$ 原子%、77 原子% $\leq (100 - x - y - z - w - t) \leq 79$ 原子%、18 原子% $\leq (y + z + w) \leq 23$ 原子% の範囲であることを特徴とする請求項1または請求項2に記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項10】 前記組成比のうちの x 、 v 、 z 、 w 、 t が、0 原子% $\leq x \leq 5$ 原子%、2 原子% $\leq v \leq 15$ 原子%、0 原子% $< z \leq 11.5$ 原子%、4 原子% $\leq w \leq 10$ 原子%、0 原子% $\leq t \leq 3$ 原子%、77 原子% $\leq (100 - x - v - z - w - t) \leq 79$ 原子%、18 原子% $\leq (v + z + w) \leq 23$ 原子% の範囲であることを特徴とする請求項3または請求項4に記載の非晶質軟磁性合金。

金。

【請求項11】 前記組成比のうちの t が、2原子% $\leq t \leq 8$ 原子%の範囲であることを特徴とする請求項1ないし請求項4のいずれかに記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項12】 前記組成比のうちの t が、2原子% $\leq t \leq 4$ 原子%の範囲であることを特徴とする請求項1ないし請求項4または請求項6、7のいずれかに記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項13】 前記組成比のうちの t が、2原子% $\leq t \leq 3$ 原子%の範囲であることを特徴とする請求項1ないし請求項4または請求項6、7、9、10のいずれかに記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項14】 非晶質軟磁性合金の融点を T_m としたとき、 $T_g/T_m \geq 0.57$ であるとともに、飽和磁化 σ_s が $210 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上であることを特徴とする請求項9、10、13のいずれかに記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項15】 合金溶湯を霧状に噴霧させて急冷することにより形成されることを特徴とする請求項1ないし請求項14のいずれかに記載の非晶質軟磁性合金。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、非晶質軟磁性合金に関するものであり、特に、ガスアトマイズ法及び水アトマイズ法により製造可能な非晶質軟磁性合金に関するものである。

【0002】

【従来の技術】従来から、 $\text{TM}-\text{Al}-\text{Ga}-\text{P}-\text{C}-\text{B}-\text{Si}$ 系等(TMはFe、Co、Ni等の遷移金属元素)の組成からなる合金は、合金溶湯を急冷することにより非晶質相を形成し、これらは非晶質軟磁性合金を形成するものとして知られている。特に、この非晶質軟磁性合金のうち特定の組成のものは、結晶化の前の温度領域において広い過冷却液体の状態を有し、いわゆる金属ガラス合金(glassy alloy)を構成するものとして知られている。この金属ガラス合金は優れた軟磁気特性を示すとともに、液体急冷法で製造した非晶質軟磁性合金の帯に比べてはるかに厚いバルク状の板厚材を形成することが可能である。

【0003】ところで、従来から金属ガラス合金は、単ロール法に例示される液体急冷法等の手段によって製造するために、合金自体の非晶質形成能がある程度高いことが必要とされている。従って、金属ガラス合金の開発は、合金の非晶質形成能の向上を主目的とし、この目的を達成し得る合金組成の探索という視点で進められている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】しかし、合金の非晶質形成能を高くさせ得る組成は、必ずしも軟磁気特性を高くさせ得る合金組成に一致するものではないので、高飽

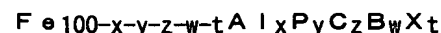
和磁化及び軟磁気特性の向上のために更なる改良の余地が残されている。

【0005】また、金属ガラス合金は、従来から単ロール法等によって製造されており、厚さが数十～数百 μm 程度の帯の形態のものが得られている。この帯状の金属ガラス合金をトランスやチョークコイル等の磁気コアに適用する場合には、一例として、帯を粉砕して粉体とし、この粉体に樹脂等の結着材を混合し、所定の形状に固化成形することにより磁気コアを製造している。ここで得られる粉体は帯を粉砕して得られたものであるため、薄片状のいびつな形状の粒子が多量に含まれており、そのため磁気コアの成形密度が低く、粉末同士の絶縁を確保しにくいため、磁気コア自体の磁気特性が劣化する場合があった。

【0006】本発明は、上記事情に鑑みてなされたものであって、合金組成を最適化によって、高い飽和磁化を有すると共に軟磁気特性に優れ、かつ磁気コア等に用いた場合でも磁気特性の劣化が小さな非晶質軟磁性合金を提供することを目的とする。

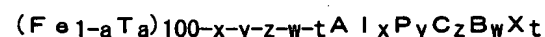
【0007】

【課題を解決するための手段】上記の目的を達成するために、本発明は以下の構成を採用した。本発明の非晶質軟磁性合金は、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度を示し、 T_g はガラス遷移温度を示す。)の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が20K以上の非晶質相を主相とする組織からなり、下記の組成式で表されることを特徴とする。



ただし、XはCr、Mo、Vより選ばれる1種または2種以上の元素であり、組成比を示す x 、 y 、 z 、 w 、 t は、0原子% $\leq x \leq 10$ 原子%、2原子% $\leq y \leq 15$ 原子%、0原子% $< z \leq 11.5$ 原子%、4原子% $\leq w \leq 10$ 原子%、0原子% $\leq t \leq 8$ 原子%、70原子% $\leq (100-x-y-z-w-t) \leq 79$ 原子%、11原子% $\leq (y+z+w) \leq 30$ 原子%である。

【0008】また、本発明の非晶質軟磁性合金は、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度を示し、 T_g はガラス遷移温度を示す。)の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が20K以上の非晶質相を主相とする組織からなり、下記の組成式で表されることを特徴とする。



ただし、XはCr、Mo、Vより選ばれる1種または2種の元素であり、TはCo、Niより選ばれる1種または2種の元素であり、組成比を示す a 、 x 、 y 、 z 、 w 、 t は、0.1 $\leq a \leq 0.15$ 、0原子% $\leq x \leq 10$ 原子%、2原子% $\leq y \leq 15$ 原子%、0原子% $< z \leq 11.5$ 原子%、4原子% $\leq w \leq 10$ 原子%、0原子% $\leq t \leq 8$ 原子%、70原子% $\leq (100-x-y-z-w-t) \leq 79$ 原子%、11原子% $\leq (y+z+w) \leq 30$

原子%である。

【0009】更に、本発明の非晶質軟磁性合金は、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度を示し、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が20K以上の非晶質相を主相とする組織からなり、下記の組成式で表されることを特徴とする。

$Fe_{100-x-v-z-w-t}Al_x(P_{1-b}Si_b)_vC_zB_wX_t$
ただし、 X は Cr 、 Mo 、 V より選ばれる1種または2種の元素であり、組成比を示す b 、 x 、 v 、 z 、 w 、 t は、 $0.1 \leq b \leq 0.28$ 、 $0 \text{ 原子}\% \leq x \leq 10 \text{ 原子}\%$ 、 $2 \text{ 原子}\% \leq v \leq 15 \text{ 原子}\%$ 、 $0 \text{ 原子}\% < z \leq 11.5 \text{ 原子}\%$ 、 $4 \text{ 原子}\% \leq w \leq 10 \text{ 原子}\%$ 、 $0 \text{ 原子}\% \leq t \leq 8 \text{ 原子}\%$ 、 $70 \text{ 原子}\% \leq (100 - x - y - z - w - t) \leq 79 \text{ 原子}\%$ 、 $11 \text{ 原子}\% \leq (v + z + w) \leq 30 \text{ 原子}\%$ である。

【0010】そして、本発明の非晶質軟磁性合金は、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度を示し、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が20K以上の非晶質相を主相とする組織からなり、下記の組成式で表されることを特徴とする。

$(Fe_{1-a}Ta_a)_{100-x-v-z-w-t}Al_x(P_{1-b}Si_b)_vC_zB_wX_t$
ただし、 X は Cr 、 Mo 、 V より選ばれる1種または2種の元素であり、 T は Co 、 Ni より選ばれる1種または2種の元素であり、組成比を示す a 、 b 、 x 、 v 、 z 、 w 、 t は、 $0.1 \leq a \leq 0.15$ 、 $0.1 \leq b \leq 0.28$ 、 $0 \text{ 原子}\% \leq x \leq 10 \text{ 原子}\%$ 、 $2 \text{ 原子}\% \leq v \leq 15 \text{ 原子}\%$ 、 $0 \text{ 原子}\% < z \leq 11.5 \text{ 原子}\%$ 、 $4 \text{ 原子}\% \leq w \leq 10 \text{ 原子}\%$ 、 $0 \text{ 原子}\% \leq t \leq 8 \text{ 原子}\%$ 、 $70 \text{ 原子}\% \leq (100 - x - v - z - w - t) \leq 79 \text{ 原子}\%$ 、 $11 \text{ 原子}\% \leq (v + z + w) \leq 30 \text{ 原子}\%$ である。

【0011】また、本発明の非晶質軟磁性合金は、先のいずれかに記載の非晶質軟磁性合金であって、合金の融点を T_m としたとき、 $T_g/T_m \geq 0.57$ であるとともに、飽和磁化 σ_s が $180 \times 10^{-6} \text{ Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上であることを特徴とする。

【0012】上記の非晶質軟磁性合金によれば、磁性を示す Fe 及び元素 T と、非晶質形成能を有する P 、 Si 、 C 、 B といった半金属元素とを具備しているので、非晶質相を主相とするとともに優れた軟磁気特性を示す非晶質軟磁性合金を構成することが可能となり、また Al は非晶質形成能を高める作用があるので、組織全体が完全に非晶質相である非晶質軟磁性合金を構成することが可能になる。そして、 Fe 単独または Fe と元素 T の合計の組成比を70原子%以上79原子%以下とし、 Al を0原子%以上10原子%以下とし、 P 、 C 、 B 、 (Si) の合計を11原子%以上30原子%以下とすることにより、 T_g/T_m を0.57以上にするとともに、飽

和磁化 σ_s を $180 \times 10^{-6} \text{ Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上にすることが可能になる。尚、 T_g/T_m はいわゆる換算ガラス化温度と呼ばれるもので、非晶質軟磁性合金の非晶質形成能の程度を示す指標であり、この T_g/T_m が0.57以上と比較的高いので、ガスアトマイズ法等の手段により非晶質相を主相とする組織の合金を容易に得ることが可能になる。また、 Cr または Mo 、 V を添加することにより、非晶質軟磁性合金の耐食性を向上させることが可能になる。

【0013】また、少なくとも Fe と P 、 C 、 B とを含む上記の非晶質軟磁性合金の前記組成比 x 、 y 、 z 、 w 、 t の好ましい範囲は、 $0 \text{ 原子}\% \leq x \leq 6 \text{ 原子}\%$ 、 $2 \text{ 原子}\% \leq y \leq 15 \text{ 原子}\%$ 、 $0 \text{ 原子}\% < z \leq 11.5 \text{ 原子}\%$ 、 $4 \text{ 原子}\% \leq w \leq 10 \text{ 原子}\%$ 、 $0 \text{ 原子}\% \leq t \leq 4 \text{ 原子}\%$ 、 $76 \text{ 原子}\% \leq (100 - x - y - z - w - t) \leq 79 \text{ 原子}\%$ 、 $18 \text{ 原子}\% \leq (y + z + w) \leq 24 \text{ 原子}\%$ の範囲である。また、少なくとも Fe と P 、 C 、 B 、 Si とを含む上記の非晶質軟磁性合金の前記組成比 x 、 v 、 z 、 w 、 t の好ましい範囲は、 $0 \text{ 原子}\% \leq x \leq 6 \text{ 原子}\%$ 、 $2 \text{ 原子}\% \leq v \leq 15 \text{ 原子}\%$ 、 $0 \text{ 原子}\% < z \leq 11.5 \text{ 原子}\%$ 、 $4 \text{ 原子}\% \leq w \leq 10 \text{ 原子}\%$ 、 $0 \text{ 原子}\% \leq t \leq 4 \text{ 原子}\%$ 、 $76 \text{ 原子}\% \leq (100 - x - v - z - w - t) \leq 79 \text{ 原子}\%$ 、 $18 \text{ 原子}\% \leq (v + z + w) \leq 24 \text{ 原子}\%$ の範囲である。

【0014】そして、上記の好ましい組成の非晶質軟磁性合金においては、合金の融点を T_m としたとき、 $T_g/T_m \geq 0.57$ であるとともに、飽和磁化 σ_s が $200 \times 10^{-6} \text{ Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上であることを特徴とする。

【0015】かかる非晶質軟磁性合金によれば、 Fe 単独または Fe と元素 T の合計の組成比を、76原子%以上79原子%以下とし、 Al を0原子%以上6原子%以下とし、 P 、 C 、 B 、 (Si) の合計を18原子%以上24原子%以下とすることにより、 T_g/T_m を0.57以上にするとともに、飽和磁化 σ_s を $200 \times 10^{-6} \text{ Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上にすることが可能になる。

【0016】更に、少なくとも Fe と P 、 C 、 B とを含む上記の非晶質軟磁性合金の前記組成比 x 、 y 、 z 、 w 、 t のより好ましい範囲は、 $0 \text{ 原子}\% \leq x \leq 5 \text{ 原子}\%$ 、 $2 \text{ 原子}\% \leq y \leq 15 \text{ 原子}\%$ 、 $0 \text{ 原子}\% < z \leq 11.5 \text{ 原子}\%$ 、 $4 \text{ 原子}\% \leq w \leq 10 \text{ 原子}\%$ 、 $0 \text{ 原子}\% \leq t \leq 3 \text{ 原子}\%$ 、 $77 \text{ 原子}\% \leq (100 - x - y - z - w - t) \leq 79 \text{ 原子}\%$ 、 $18 \text{ 原子}\% \leq (y + z + w) \leq 23 \text{ 原子}\%$ の範囲である。また、少なくとも Fe と P 、 C 、 B 、 Si とを含む上記の非晶質軟磁性合金の前記組成比 x 、 v 、 z 、 w 、 t のより好ましい範囲は、 $0 \text{ 原子}\% \leq x \leq 5 \text{ 原子}\%$ 、 $2 \text{ 原子}\% \leq v \leq 15 \text{ 原子}\%$ 、 $0 \text{ 原子}\% < z \leq 11.5 \text{ 原子}\%$ 、 $4 \text{ 原子}\% \leq w \leq 10 \text{ 原子}\%$ 、 $0 \text{ 原子}\% \leq t \leq 3 \text{ 原子}\%$ 、 $77 \text{ 原子}\% \leq (100 - x - v - z - w - t) \leq 79 \text{ 原子}\%$ 、 $18 \text{ 原子}\% \leq (v + z + w) \leq 23 \text{ 原子}\%$ の範囲である。

【0017】また、上記の非晶質軟磁性合金の組成を表す組成比 t は、 $2\text{原子}\% \leq t \leq 8\text{原子}\%$ の範囲であっても良く、 $2\text{原子}\% \leq t \leq 4\text{原子}\%$ の範囲であっても良く、 $2\text{原子}\% \leq t \leq 3\text{原子}\%$ の範囲であっても良い。組成比 t が $2\text{原子}\%$ 以上であれば、合金の耐食性をより向上させることができ、また組成比 t が $4\text{原子}\%$ 以下であれば磁気特性を向上させることができ、組成比 t が $3\text{原子}\%$ 以下であれば磁気特性をより向上させることができる。

【0018】そして、上記のより好ましい組成の非晶質軟磁性合金においては、合金の融点を T_m としたとき、 $T_g/T_m \geq 0.57$ であるとともに、飽和磁化 σ_s が $210 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上であることを特徴とする。

【0019】かかる非晶質軟磁性合金によれば、Fe単独またはFeと元素Tの合計の組成比を $77\text{原子}\%$ 以上 $79\text{原子}\%$ 以下とし、Alを $0\text{原子}\%$ 以上 $5\text{原子}\%$ 以下とし、P、C、B、(Si)の合計を $18\text{原子}\%$ 以上 $23\text{原子}\%$ 以下とすることにより、 T_g/T_m を 0.57 以上にするとともに、飽和磁化 σ_s を $210 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上にすることが可能になる。

【0020】そして、本発明の非晶質軟磁性合金は、先に記載の非晶質軟磁性合金であって、合金溶湯を霧状に噴霧させて急冷することにより形成されたものであることを特徴とする。かかる非晶質軟磁性合金によれば、合金溶湯を霧状に噴霧させて急冷するので、粒状あるいは略球状の粒子からなる非晶質合金粉末を得ることができ、この粉末は、珪粉を粉砕して得た粉末と比較していびつな形状の粒子を含まないので、この粉末を固化成形して成形体とした場合に成形体の充填密度を高くでき、粉末間の絶縁が確保しやすくなるので、磁気コア等に加工した場合でも磁気特性が劣化せず、優れた透磁率及び直流偏置特性を発現させることができる。また、非晶質軟磁性合金の非晶質形成能を示す T_g/T_m が 0.57 以上であるので、合金溶湯を不活性ガスまたは水により噴霧するだけで非晶質単相組織の合金を得ることができ、優れた軟磁気特性を発現させることが可能になる。なお、合金溶湯の急冷は、溶湯を不活性ガスまたは水により噴霧することにより行うことが好ましい。

【0021】

【発明の実施の形態】以下、本発明の実施の形態を詳細に説明する。本発明の非晶質軟磁性合金は、Feと、P、C、Bとを少なくとも具備してなり、非晶質相を主相とする組織からなるものである。また本発明の非晶質軟磁性合金は、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。)の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が 20K 以上を示すものである。

【0022】従来から非晶質軟磁性合金の1種として、Fe-Al-Ga-C-P-Si-B系の金属ガラス合金が知

られている。この従来の組成系の金属ガラス合金は、Feに非晶質形成能を有するAl、Ga、C、P、Si及びBを添加したものである。この従来の非晶質軟磁性合金に対して本発明の非晶質軟磁性合金は、Feと、P、C、Bとを少なくとも含有し、必要に応じてNi、Co、Si及びX (Cr、V、Moより選ばれる1種または2種以上の元素)を添加したものであり、Gaを除去してこのGa置換でAl及びFeを増量させたものであり、従来から必須元素と考えられてきたGaを除去しても非晶質相を形成することが確認され、更には過冷却液体の温度間隔 ΔT_x をも発現することが見出された。

【0023】更に本発明の非晶質軟磁性合金は、非晶質の粉末を作る上で必要な非晶質形成能を十分に維持しつつ、従来のFe-Al-Ga-C-P-Si-B系合金よりも磁気特性を向上させることができ、なおかつ、ガスアトマイズ法、水アトマイズ法など、様々な粉末形成方法に耐え得る耐食性を得ることができるものである。

【0024】本発明の非晶質軟磁性合金は、磁性を示すFeと、Alと、非晶質形成能を有するP、C、Bを少なくとも具備しているので、非晶質相を主相とするとともに優れた軟磁気特性を示す。また、Ni、Coのいずれか一方または両方をFe置換で添加しても良く、更にP、C、Bに加えてSiを添加しても良い。またX (Cr、V、Moより選ばれる1種または2種以上の元素)を添加しても良く、非晶質形成能を更に向上させるためにAlを添加しても良い。

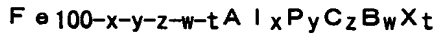
【0025】この非晶質軟磁性合金は、 20K 以上の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を示す金属ガラス合金であり、組成によっては ΔT_x が 30K 以上、さらには 50K 以上という顕著な温度間隔を有し、これまでの知見から知られる他の合金からは全く予期されないものであり、軟磁性についても室温で優れた特性を有しており、これまでの知見に見られない全く新規なものである。

【0026】本発明の非晶質軟磁性合金は、従来のFe-Al-Ga-C-P-Si-B系合金よりもFe、Ni、Co等の磁性元素を多く含むために高い飽和磁化を示す。従って本発明の非晶質軟磁性合金は、従来の金属ガラス合金よりも飽和磁化を格段に向上させることができる。また組織全体が完全な非晶質相であることから、適度な条件で熱処理した場合に結晶質相が析出させることなく内部応力を緩和でき、軟磁気特性をより向上させることができる。

【0027】また本発明の非晶質軟磁性合金は、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が大きいために、溶融状態から冷却するとき、広い過冷却液体領域を有し、結晶化することなく温度の低下に伴って、ガラス遷移温度 T_g に至って非晶質相を容易に形成する。従って、冷却速度が比較的遅くても十分に非晶質相を形成することが可能であり、例えばガスアトマイズ法のように、合金溶湯を不活性ガスにより噴霧して急冷する方法によって、非晶質相

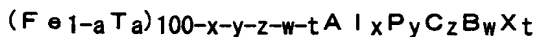
組織を主体とする粉末状の合金を得ることができ、実用性に優れたものとなる。

【0028】上記の非晶質軟磁性合金の一例として、下記の組成式で表すものを挙げることができる。



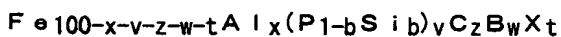
ただし、XはCr、Mo、Vより選ばれる1種または2種以上の元素であり、組成比を示すx、y、z、w、tは、0原子% \leq x \leq 10原子%、2原子% \leq y \leq 15原子%、0原子% $<$ z \leq 11.5原子%、4原子% \leq w \leq 10原子%、0原子% \leq t \leq 8原子%、70原子% \leq (100-x-y-z-w-t) \leq 79原子%、11原子% \leq (y+z+w) \leq 30原子%である。

【0029】また、上記の非晶質軟磁性合金の別の例として、下記の組成式で表すものを挙げるができる。



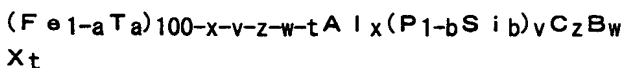
ただし、XはCr、Mo、Vより選ばれる1種または2種の元素であり、TはCo、Niより選ばれる1種または2種の元素であり、組成比を示すa、x、y、z、w、tは、0.1 \leq a \leq 0.15、0原子% \leq x \leq 10原子%、2原子% \leq y \leq 15原子%、0原子% $<$ z \leq 11.5原子%、4原子% \leq w \leq 10原子%、0原子% \leq t \leq 8原子%、70原子% \leq (100-x-y-z-w-t) \leq 79原子%、11原子% \leq (y+z+w) \leq 30原子%である。

【0030】更に、上記の非晶質軟磁性合金の他の例として、下記の組成式で表すものを挙げるができる。



ただし、XはCr、Mo、Vより選ばれる1種または2種の元素であり、組成比を示すb、x、v、z、w、tは、0.1 \leq b \leq 0.28、0原子% \leq x \leq 10原子%、2原子% \leq v \leq 15原子%、0原子% $<$ z \leq 11.5原子%、4原子% \leq w \leq 10原子%、0原子% \leq t \leq 8原子%、70原子% \leq (100-x-v-z-w-t) \leq 79原子%、11原子% \leq (v+z+w) \leq 30原子%である。

【0031】更にまた、上記の非晶質軟磁性合金のその他の例として、下記の組成式で表すものを挙げるができる。



ただし、XはCr、Mo、Vより選ばれる1種または2種の元素であり、TはCo、Niより選ばれる1種または2種の元素であり、組成比を示すa、b、x、v、z、w、tは、0.1 \leq a \leq 0.15、0.1 \leq b \leq 0.28、0原子% \leq x \leq 10原子%、2原子% \leq v \leq 15原子%、0原子% $<$ z \leq 11.5原子%、4原子% \leq w \leq 10原子%、0原子% \leq t \leq 8原子%、70原子% \leq (100-x-v-z-w-t) \leq 79原子%、11原子% \leq (v+z+w) \leq 30原子%である。

【0032】上記の組成の非晶質軟磁性合金は、合金の

融点をT_mとしたとき、T_g/T_m \geq 0.57を示すとともに、飽和磁化 σ_s が $180 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上を示す。

【0033】また、FeとP、C、Bとを少なくとも含む上記の非晶質軟磁性合金の好ましい組成範囲は、前記の組成比のうちのx、y、z、w、tが、0原子% \leq x \leq 6原子%、2原子% \leq y \leq 15原子%、0原子% $<$ z \leq 11.5原子%、4原子% \leq w \leq 10原子%、0原子% \leq t \leq 4原子%、76原子% \leq (100-x-y-z-w-t) \leq 79原子%、18原子% \leq (y+z+w) \leq 24原子%となる範囲である。また、FeとP、C、B、Siとを少なくとも含む上記の非晶質軟磁性合金の好ましい範囲は、前記の組成比のうちのx、v、z、w、tが、0原子% \leq x \leq 6原子%、2原子% \leq v \leq 15原子%、0原子% $<$ z \leq 11.5原子%、4原子% \leq w \leq 10原子%、0原子% \leq t \leq 4原子%、76原子% \leq (100-x-v-z-w-t) \leq 79原子%、18原子% \leq (v+z+w) \leq 24原子%となる範囲である。

【0034】上記の好ましい組成範囲の非晶質軟磁性合金においては、T_g/T_m \geq 0.57を示すとともに、飽和磁化 σ_s が $200 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上を示す。

【0035】更に、FeとP、C、Bとを少なくとも含む上記の非晶質軟磁性合金のより好ましい組成範囲は、前記の組成比のうちのx、y、z、w、tが、0原子% \leq x \leq 5原子%、2原子% \leq y \leq 15原子%、0原子% $<$ z \leq 11.5原子%、4原子% \leq w \leq 10原子%、0原子% \leq t \leq 3原子%、77原子% \leq (100-x-y-z-w-t) \leq 79原子%、18原子% \leq (y+z+w) \leq 23原子%となる範囲である。更にまた、FeとP、C、B、Siとを少なくとも含む上記の非晶質軟磁性合金のより好ましい組成範囲は、前記の組成比のうちのx、v、z、w、tが、0原子% \leq x \leq 5原子%、2原子% \leq v \leq 15原子%、0原子% $<$ z \leq 11.5原子%、4原子% \leq w \leq 10原子%、0原子% \leq t \leq 3原子%、77原子% \leq (100-x-v-z-w-t) \leq 79原子%、18原子% \leq (v+z+w) \leq 23原子%となる範囲である。

【0036】上記のより好ましい組成の非晶質軟磁性合金においては、T_g/T_m \geq 0.57を示すとともに、飽和磁化 σ_s が $210 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上を示す。

【0037】また、上記の非晶質軟磁性合金を示す組成比tは、2原子% \leq t \leq 8原子%の範囲であっても良く、2原子% \leq t \leq 4原子%の範囲であっても良く、2原子% \leq t \leq 3原子%の範囲であっても良い。

【0038】以下に、本発明の非晶質軟磁性合金の組成限定理由について説明する。Feは磁性を担う元素であって、本発明の非晶質軟磁性合金に必須の元素である。また、Feの一部をCo、Niのいずれか一方または両

方の元素Tで置換しても良い。Fe単独、またはFeと元素Tとの合計の組成比を高くすると、非晶質軟磁性合金の飽和磁化 σ_s を向上できる。

【0039】Fe単独、またはFeと元素Tとの合計の組成比は、70原子%以上79原子%以下であることが好ましく、76原子%以上79原子%以下であることがより好ましく、77原子%以上79原子%以下であることが更に好ましい。Fe単独、またはFeと元素Tとの合計の組成比が70原子%未満では、飽和磁化 σ_s が $180 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 未満に低下してしまうので好ましくない。また、組成比が79原子%を越えると、合金の非晶質形成能の程度を示す T_g/T_m が0.57未満になり、非晶質形成能が低下するので好ましくない。尚、組成比が76原子%以上であれば合金の飽和磁化 σ_s を $200 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上にでき、組成比が77原子%以上であれば合金の飽和磁化 σ_s を $210 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上にできる。

【0040】また、Fe置換で元素Tを添加する場合には、上記組成式中の組成比aで示すように、Feの添加量の10~15%を置換して元素Tを添加することが好ましい。元素Tを添加することにより、合金を構成する原子の充填密度が向上し、原子の再配列が抑制されることにより熱的安定性が向上する。特にCoを添加すると、キュリー温度が向上し、また融点が低下することにより非晶質形成能も向上する。元素Tの添加量がFe量の10%未満では元素Tの添加効果が見られず、添加量がFe量の15%を越えるとFe量が相対的に低下して飽和磁化が低下してしまうので好ましくない。

【0041】Alは、本発明の非晶質軟磁性合金の非晶質形成能を向上させるために必要に応じて添加する元素である。Alの組成比xを0原子%以上10原子%以下の範囲とすることにより、合金の非晶質形成能を更に向上させることができる。具体的には、組成比xが0原子%以上10原子%以下であるときに、合金の非晶質形成能の程度を示す T_g/T_m が0.57以上となり、飽和磁化 σ_s が $180 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上にできる。しかし、AlをFe置換で添加する場合、飽和磁化 σ_s が低下し、コストも増大するため、Alは必要に応じて添加するのがよい。またAlは、Feとの間での混合エンタルピーが負であり、Feよりも原子半径が大きく、更にFeよりも原子半径が小さいP、B、Siとともに用いることにより、結晶化し難く、非晶質構造が熱的に安定化した状態となる。Alの組成比xは、0原子%以上10原子%以下であることが好ましく、0原子%以上6原子%以下であることがより好ましく、0原子%以上5原子%以下であることが更に好ましい。組成比xが10原子%を越えると、Fe量が相対的に低下して飽和磁化 σ_s が低下し、また T_g/T_m が0.57未満になって非晶質形成能が低下するので好ましくない。また、Alを添加する場合、Alの添加効果、即ち、非晶質形成能

と熱的安定性の向上を得るためには、少なくとも1原子%以上添加することが好ましい。

【0042】また、Fe単独、またはFeと元素Tの合計の組成比が76原子%以上であり、かつAlの組成比xが0原子%以上6原子%以下の場合に、合金の飽和磁化 σ_s を $200 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上にできる。更に、Fe単独、またはFeと元素Tの合計の組成比が77原子%以上であり、かつAlの組成比xが0原子%以上5原子%以下の場合に、合金の飽和磁化 σ_s を $210 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上にできる。

【0043】C、P、B及びSiは、非晶質形成能を高める元素であり、FeとAlにこれらの元素を添加して多元系とすることにより、FeとAlのみの2元素の場合よりも安定して非晶質相が形成される。特にPはFeと低温(約1050℃)で共晶組成を持つため、組織の全体が非晶質相になるとともに過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が発現しやすくなる。またPとSiを同時に添加すると、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x がより大きくなって非晶質形成能が向上し、非晶質単相の組織を得る際の製造条件を比較的簡易な方向に緩和できる。

【0044】Siを無添加とした場合におけるPの組成比yは、2原子%以上15原子%以下であることが好ましく、5原子%以上15原子%以下であることがより好ましく、7原子%以上13原子%以下であることが最も好ましい。Pの組成比yが上記の範囲であれば、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が発現して合金の非晶質形成能が向上する。

【0045】PとSiを同時に添加する場合は、PとSiの合計量を示す組成比vが2原子%以上15原子%以下であることが好ましく、8原子%以上15原子%以下であることがより好ましく、10原子%以上14原子%以下であることが最も好ましい。PとSiの合計量を示す組成比vが上記の範囲であれば、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が向上し、これにより合金の非晶質形成能が向上する。

【0046】また、PとSiを同時に添加した場合のSiとPとの比を表す組成比bは、 $0.1 \leq b \leq 0.28$ であることが好ましい。組成比bが0.1未満ではSiの添加効果が見られないので好ましくなく、組成比bが0.28を越えるとSiの量が過剰になって過冷却液体領域 ΔT_x が消滅するおそれがあるので好ましくない。PとSiの組成比を示すb、vを上記の範囲とすれば、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を向上させ、非晶質単相となるバルクの大きさを増大させることができる。

【0047】またBの組成比wは、4原子%以上10原子%以下であることが好ましく、6原子%以上10原子%以下であることがより好ましく、6原子%以上9原子%以下であることが最も好ましい。更にCの組成比zは、0原子%を越えて11.5原子%以下であることが好ましく、2原子%以上8原子%以下であることがより

好ましく、2原子%以上5原子%以下であることが最も好ましい。

【0048】そして、これらの半金属元素C、P、B及びSiの合計の組成比($y+z+w$)または($v+z+w$)は、11原子%以上30原子%以下であることが好ましく、18原子%以上24原子%以下とすることがより好ましく、18原子%以上23原子%以下とすることが更に好ましい。半金属元素の合計の組成比が11原子%未満であると、非晶質軟磁性合金の非晶質形成能が低下して非晶質単相組織を得ることができないので好ましくなく、半金属元素の合計の組成比が30原子%を超えると、特にFeの組成比が相対的に低下し、飽和磁化 σ_s が低下するので好ましくない。

【0049】また、Fe単独またはFeと元素Tの合計の組成比が76原子%以上のときに、半金属元素C、P、B及びSiの合計の組成比($y+z+w$)または($v+z+w$)を18原子%以上24原子%以下とすることにより、合金の飽和磁化 σ_s を $200 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上にできる。更に、Fe単独またはFeと元素Tの合計の組成比が77原子%以上のときに、半金属元素C、P、B及びSiの合計の組成比($y+z+w$)または($v+z+w$)を18原子%以上23原子%以下とすることにより、合金の飽和磁化 σ_s を $210 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上にできる。

【0050】また、Crを添加することによって合金の耐食性が向上する。例えば、水アトマイズ法において、溶湯が直接水に触れたとき、更には粉末の乾燥工程において生じる錆の発生を防ぐことができる(目視レベル)。Crの組成比 t は、0原子%以上8原子%以下であることが好ましい。Crを添加すると合金の耐食性を高めることができるが、Crの組成比 t が8原子%を超えるとFe濃度が相対的に低下し、磁気特性が低下するので好ましくない。また組成比 t は、0原子%以上4原子%以下であることがより好ましく、0原子%以上3原子%以下であることが更に好ましい。更に組成比 t は、1原子%以上8原子%以下でもよく、1原子%以上4原子%以下でもよく、1原子%以上3原子%以下でもよい。組成比 t が2原子%以上であれば合金の耐食性をより向上させることができる。また、組成比 t が4原子%以下であれば飽和磁化 σ_s を向上させることができ、組成比 t が3原子%以下であれば飽和磁化 σ_s をより向上させることができる。また、同様な効果はCrの他にMo、Vにもあり、これらの元素を単独で添加するか、Mo、VとMo、CrとV、Cr及びCr、Mo、V等の組合せで複合添加しても良い。これらの元素のうち、Crは耐食性に最も良く効き、Mo、Vは耐食性がCrより若干劣るものの非晶質形成能が向上するため、必要に応じてこれらの元素を選択する。また、上記の組成に、Geが4原子%以下含有されていてもよく、Nb、Mo、Hf、Ta、W、Zrのうち少なくとも1種以上が0～

7原子%含有されていてもよい。上記のいずれの場合の組成においても、本発明においては、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x は20K以上、組成によっては35K以上が得られる。また上記の組成で示される元素の他に不可避免の不純物が含まれていても良い。

【0051】本発明に係る非晶質軟磁性合金は、溶製してから単ロールもしくは双ロールによる急冷法によって、さらには液中紡糸法や溶液抽出法によって、あるいはガスアトマイズ法または水アトマイズ法によって、もしくは射出成形法によって、バルク状、リボン状、線状体、粉末等の種々の形状として製造される。特に、従来公知の非晶質軟磁性合金母帯を粉砕して得られた薄片状の粒子からなる粉末に対し、本発明では上記のガスアトマイズ法または水アトマイズ法によって、形状が略球状の粒子からなる合金粉末を得ることができる。

【0052】ガスアトマイズ法により得られた前記組成の非晶質軟磁性合金は、室温において磁性を有し、また熱処理によってより良好な磁性を示す。このため優れたSoftmagnetic特性(軟磁気特性)を有する材料として各種の応用に有用なものとなる。なお、製造方法について付言すると、合金の組成、そして製造のための手段と製品の大きさ、形状等によって、好適な冷却速度が決まるが、通常は $1 \sim 10^4 \text{K} / \text{s}$ 程度の範囲を目安とすることができる。そして実際には、ガラス相(glassy phase)に結晶相としてのFe₃B、Fe₂B、Fe₃P等の相が析出するかどうかを確認することで決めることができる。

【0053】上記の非晶質軟磁性合金の製造方法の一例として、ガスアトマイズ法について説明する。ガスアトマイズ法は、上述の組成からなる非晶質軟磁性合金の溶湯を、高圧の不活性ガスとともに不活性ガスで満たされたチャンバ内部に霧状に噴霧し、該不活性ガス雰囲気中で急冷して合金粉末を製造するというものである。

【0054】図1は、ガスアトマイズ法による合金粉末の製造に好適に用いられる高圧ガス噴霧装置の一例を示す断面模式図である。この高圧ガス噴霧装置1は、溶湯るつぼ2と、ガス噴霧器3と、チャンバ4とを主体として構成されている。溶湯るつぼ2の内部には合金溶湯5が充填されている。また溶湯るつぼ2には加熱手段たるコイル2aが備えられており、合金溶湯5を加熱して溶融状態に保つよう構成されている。そして、溶湯るつぼ2の底部には溶湯ノズル6が設けられており、合金溶湯5は溶湯ノズル6からチャンバ4の内部に向けて滴下されるか、若しくは溶湯るつぼ2内に不活性ガスを加圧状態で導入して合金溶湯5を溶湯ノズル6から噴出させる。

【0055】ガス噴霧器3は溶湯るつぼ2の下側に配設されている。このガス噴霧器3にはAr、窒素等の不活性ガスの導入流路7と、この導入流路7の先端部であるガス噴射ノズル8とが設けられている。不活性ガスは、

図示しない加圧手段によってあらかじめ2～15MPa程度に加圧されており、導入流路7によってガス噴射ノズル8まで導かれ、このノズル8からチャンバ4内部へガス流gとなって噴出される。

【0056】チャンバ4の内部には、ガス噴霧器3から噴出される不活性ガスと同程の不活性ガスが充填されている。チャンバ4内部の圧力は70～100kPa程度に保たれており、また温度は室温程度に保たれている。

【0057】合金粉末を製造するには、まず、溶湯るつぽ2に充填された合金溶湯5を溶湯ノズル6からチャンバ4内に滴下する。同時に、ガス噴霧器3のガス噴射ノズル8から不活性ガスを噴射する。噴射された不活性ガスは、ガス流gとなって滴下された溶湯まで達し、噴霧点pにおいて溶湯に衝突して溶湯を霧化する。霧状にされた合金溶湯はチャンバ4内で急冷凝固し、非晶質相を主相とする略球状の粒子となってチャンバ4の底部に堆積する。このようにして合金粉末が得られる。

【0058】合金粉末の粒径は、噴出する不活性ガスの圧力、溶湯の滴下速度、溶湯ノズル6の内径等により調整することができ、数 μm ～百数十 μm の粒径のものを得ることができる。

【0059】得られた合金粉末は必要に応じて熱処理しても良い。熱処理をすることで合金の内部応力が緩和され、非晶質軟磁性合金の軟磁気特性をより向上できる。熱処理温度Taは、合金のキュリー温度Tc以上ガラス遷移温度Tg以下の範囲が好ましい。熱処理温度Taがキュリー温度Tc未満であると、熱処理による軟磁気特性向上の効果が得られないので好ましくない。また熱処理温度Taがガラス遷移温度Tgを越えると、合金組織中に結晶質相が析出しやすくなり、軟磁気特性が低下するおそれがあるので好ましくない。また熱処理時間は、合金の内部応力を十分に緩和させるとともに結晶質相の析出のおそれのない範囲が好ましく、例えば30～300分の範囲が好ましい。

【0060】

【実施例】
【実施例1：FeAlPCBSi系合金】Fe及びAlと、Fe-C合金、Fe-P合金、B及びSiを原料としてそれぞれ所定量秤量し、減圧Ar雰囲気下においてこれらの原料を高周波誘導加熱装置で溶解し、種々の組成のインゴットを作製した。このインゴットを図1に示す高圧ガス噴霧装置の溶湯るつぽ内に入れて溶解し、溶湯るつぽの溶湯ノズルから合金溶湯を滴下するとともに、図1に示すガス噴霧器からアルゴンガスを噴射して合金溶湯を霧状にし、チャンバ内で霧状の合金溶湯を急冷させることにより、粒径が1～150 μm の範囲の非晶質軟磁性合金の粉末を得た。

【0061】得られた非晶質軟磁性合金の粉末の組成は、 $\text{Fe}_{100-x-r}\text{Al}_x(\text{P}_{0.62}\text{C}_{0.1}\text{B}_{0.35}\text{Si}_{0.13})_r$ なる組成(但し、xは1～5, 7, 8原子%, rは24～26, 28～32原子%)であった。なお、前記組成式

中のrは、P、C、B、Siの合計の組成比を示すものであり、上述した組成比(v+z+w)に相当する。上記の各合金のうち、 $\text{Fe}_{77}\text{Al}_{11}\text{P}_9.23\text{C}_{2.2}\text{B}_{7.7}\text{Si}_{2.87}$ なる組成の非晶質軟磁性合金について、X線回折法により結晶構造の解析を行った。結果を図2に示す。また、 $\text{Fe}_{77}\text{Al}_{11}\text{P}_9.23\text{C}_{2.2}\text{B}_{7.7}\text{Si}_{2.87}$ なる組成の合金粉末を走査型電子顕微鏡(SEM)により観察した。図3にSEM写真を示す。更に、 $\text{Fe}_{77}\text{Al}_{11}\text{P}_9.23\text{C}_{2.2}\text{B}_{7.7}\text{Si}_{2.87}$ なる組成の合金粉末をふるい分けし、DSC測定(Differential scanning calorimetry: 示差走査熱量測定)を行い、ガラス遷移温度Tg及び結晶化開始温度Txを測定した。尚、ふるい分けの範囲は、62～105 μm 、25～62 μm 、25 μm 以下の3通りの範囲に分けた。また同時に、単ロール法で製造した同じ組成の合金帯についてDSC測定を行った。これらの結果を図4に示す。尚、DSC測定の際の昇温速度は0.67K/秒であった。

【0062】また、得られた非晶質軟磁性合金の粉末について、DSC測定(Differential scanning calorimetry: 示差走査熱量測定)を行い、ガラス遷移温度Tg、結晶化開始温度Tx、キュリー温度Tc及び融点Tmを測定するとともに、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x 及びTg/Tmを求めた。なお、DSC測定の際の昇温速度は0.67K/秒であった。図5にガラス遷移温度Tgの組成依存性、図6に結晶化開始温度Txの組成依存性、図7に過冷却液体の温度間隔 ΔT_x の組成依存性、図8にTg/Tmの組成依存性、図9にキュリー温度Tcの組成依存性をそれぞれ示す。

【0063】更に、得られた非晶質軟磁性合金の粉末について、VSMにより飽和磁化 σ_s を測定し、インピーダンスアナライザによって1kHzにおける透磁率 μ_e を測定し、BHループレサにより保磁力Hcを測定した。尚、保磁力Hc及び透磁率 μ_e の測定は、同じ組成の合金溶湯を単ロール法により急冷することにより製造した合金帯を用いて行った。また、図10に飽和磁化 σ_s の組成依存性を示し、図11に1kHzにおける突効透磁率 μ_e の組成依存性を示し、図12に保磁力Hcの組成依存性を示す。

【0064】なお、図5～図12の三角組成図中のプロットの添え数字は、ガラス遷移温度Tg、結晶化開始温度Tx、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x 、Tg/Tm、キュリー温度Tc、飽和磁化 σ_s 、突効透磁率 μ_e 、保磁力Hcの値をそれぞれ示すものである。また、図5～図12の三角組成図には、等温線若しくは等値線を記入しており、これらの線の近傍に付した数字はこれらの等温線若しくは等値線の値を示すものである。

【0065】図2から明らかなように、 $\text{Fe}_{77}\text{Al}_{11}\text{P}_9.23\text{C}_{2.2}\text{B}_{7.7}\text{Si}_{2.87}$ なる組成の非晶質軟磁性合金の粉末のX線回折パターンはブロードなパターンを示しており、非晶質相を主体とする組織を有していることがわ

かる。従ってFe、Al、P、C、BおよびSiからなる合金であっても、非晶質相を主相とする非晶質合金を形成できることがわかる。また、図3に示すように、得られた粉末はほぼ球状の粒子から構成されていることがわかる。図3で見る限り、粒子の粒径は $10\mu\text{m}$ 以下から $100\mu\text{m}$ 程度の範囲ものが観察される。また、図4に示すように、ふるい分けにより分別された合金のDSC曲線は、どの粒径範囲のものでも大きな差はなく、また、準ロール法により得られた合金帯と合金粉末との間にも差は見られない。従って、粒径の違いや製造方法の違いによつては、熱特性の変化が見られないことがわかる。尚、いずれの試料でも、ガラス遷移温度 T_g は 774K (501°C)であり、結晶化開始温度 T_x は 811K (538°C)であり、 ΔT_x は 37K であった。

【0066】次に各種の特性と合金組成との関係を見ると、まず図5よりガラス遷移温度 T_g は、Feの組成比($100-x-r$)の増加及び(PCBSi)の組成比 r の減少に伴って低下している。 760K 以下の T_g を示す領域は、図5中の等温線で示すように、Feが74原子%以上の範囲、かつ(PCBSi)が21原子%以下の範囲にある。また図5に示すように、(PCBSi)が18原子%、かつFeが79原子%以上の範囲でガラス遷移温度 T_g が消失し、金属ガラス合金にならないものがある。

【0067】また図6より結晶化開始温度 T_x は、Feの組成比($100-x-r$)の増加に伴って低下している。 800K 以下の T_x を示す領域は、図6中の等温線で示すように、Feが75原子%以上の範囲、かつ(PCBSi)の組成比 r が21原子%以下の範囲にある。

【0068】また図7に示すように、図5に示す T_g の 760K の等温線と、図6に示す T_x の 800K の等温線とに囲まれた範囲が、 ΔT_x の 40K の等温線の範囲にほぼ相当し、この範囲内で過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が $30\sim 40\text{K}$ の範囲にある。また、 ΔT_x はFeの減少に伴って増加し、Feが73原子%以上で 50K 以上の ΔT_x を示している。

【0069】次に図8に示す T_g/T_m の組成依存性は、どの組成の合金でも T_g/T_m が $0.55\sim 0.60$ を示しており、特にFeが79原子%以下の範囲で T_g/T_m が 0.57 以上を示している。 T_g/T_m は、いわゆる換算ガラス化温度と呼ばれ、合金の非晶質形成能の程度を示す数値であり、数値が高いほど非晶質形成能が大きいことを意味する。即ち、 T_g/T_m が大きくなるということは、融点 T_m とガラス遷移温度 T_g の温度差が小さいことを意味し、遅い冷却速度で非晶質化しやすくなる。よって、Feが79原子%以下の範囲の組成の合金は、冷却速度を低くしても非晶質相が形成されやすく、臨界冷却速度が小さくなる。そのため、本発明の非晶質軟磁性合金は非晶質形成能に優れることになる。

【0070】尚、図8と図7を比較すると、 $T_g/T_m=$

0.56 以上の領域が、図7に示した ΔT_x の 30K 以上の領域に重複しており、 T_g/T_m と ΔT_x との間に一定の相関があるものと考えられる。

【0071】次に図9に示すようにキュリー温度 T_c は、Feが72原子%以上の範囲で 600K 以上を示しており、Feが多いほど磁気的な熱的安定性が向上することがわかる。

【0072】次に、図10に示すように飽和磁化 σ_s は、Feの組成比($100-x-r$)の増加、かつAlの組成比 x の減少とともに高くなることがわかる。特にFeが70原子%以上かつAlが10原子%以下で飽和磁化 σ_s が $180\times 10^{-6}\text{Wb}\cdot\text{m}/\text{kg}$ 以上となり、更にFeが76原子%以上かつAlが6原子%以下で飽和磁化 σ_s が $200\times 10^{-6}\text{Wb}\cdot\text{m}/\text{kg}$ 以上となり、更にFeが78原子%以上かつAlが5原子%以下で飽和磁化 σ_s が $210\times 10^{-6}\text{Wb}\cdot\text{m}/\text{kg}$ 以上となり、高い飽和磁化 σ_s を示すことが分かる。

【0073】また図11に示すように、 1kHz における実効透磁率 μ_e は、Feが77原子%、かつ(PCBSi)が20~22原子%のときに $26800\sim 27000$ 程度を示している。その他の組成の合金では、組成比と実効透磁率 μ_e との間に明確な傾向がみられない。従って透磁率 μ_e の組成比に対する依存性は比較的小さいものと考えられる。また図12に示すように保磁力 H_c は、どの組成でも $1.6\sim 3.0\text{A}/\text{m}$ を示し、全体的に低い値を示しているが、飽和磁化 σ_s やその他の熱特性のように組成比に対する明確な依存性は見られない。

【0074】以上のことから、 T_g 、 T_x 、 ΔT_x 、 T_m 、 T_g/T_m といった熱特性及び飽和磁化 σ_s については、合金の組成比、特にFeの組成比に対する依存性が極めて高いことが分かる。

【0075】図13は、合金の三角組成図に、 $T_g/T_m=0.56$ 、 0.57 の等値線と、飽和磁化 $\sigma_s=180\times 10^{-6}\text{Wb}\cdot\text{m}/\text{kg}$ の等値線をそれぞれ記した図である。そして、図中斜線部は、飽和磁化 σ_s が $180\times 10^{-6}\text{Wb}\cdot\text{m}/\text{kg}$ 以上、かつ T_g/T_m が 0.56 以上の範囲を示している。この組成範囲は、Feが70原子%以上79原子%以下、Alが10原子%以下、残部が半金属の組成の範囲である。この斜線の組成範囲であれば、溶湯を不活性ガスとともに噴霧して急冷するガスアトマイズ法によって合金を製造した場合でも、組織の全体が非晶質相であって過冷却液体領域の温度間隔 ΔT_x を有し、しかも飽和磁化 σ_s が $180\times 10^{-6}\text{Wb}\cdot\text{m}/\text{kg}$ 以上の非晶質軟磁性合金を得ることができる。

【0076】 $180\times 10^{-6}\text{Wb}\cdot\text{m}/\text{kg}$ は 1.3T に相当する。従って、上記の組成範囲の非晶質軟磁性合金粉末は、 1.3T 以上の飽和磁化を有し、この合金粉末を樹脂とともに固化成形して磁気コアとした場合でも 1.1T 程度の飽和磁化を示すものと考えられる。この

飽和磁化の値は、従来のFeAlSi系合金(センダスト)に比較しても高い値であり、従って上記組成範囲の非晶質軟磁性合金は、センダストよりも磁気特性に優れることがわかる。

【0077】[実施例2: FePC(B・Cr(V, Mo))系合金] Feと、Fe-C合金、Fe-P合金、B、Si及びCr(V, Mo)を原料としてそれぞれ所定量秤量し、減圧Ar雰囲気下においてこれらの原料を高周波誘導加熱装置で溶解し、種々の組成のインゴットを作製した。このインゴットを溶湯のつぼ内に入れて溶解し、溶湯のつぼの溶湯ノズルから合金溶湯を滴下するとともに水流を噴射して滴下中の合金溶湯を霧状にし、この霧状の合金溶湯を急冷させるいわゆる水アトマイズ法により、粒径が1~150 μ mの範囲の試料1~11の非晶質軟磁性合金の粉末を得た。得られた合金粉末について、真空中、120℃で120分間加熱することにより乾燥を行った。

【0078】各非晶質軟磁性合金の粉末の組成は、表1に示す通りであった。各合金粉末についてDSC測定を

行い、ガラス遷移温度T_g、結晶化開始温度T_x、キュリー温度T_c及び融点T_mを測定するとともに、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x 及びT_g/T_mを求めた。表1に、各合金粉末のキュリー温度T_c、ガラス遷移温度T_g、結晶化開始温度T_x、 ΔT_x 及び換算ガラス化温度T_g/T_mを示す。

【0079】更に、得られた非晶質軟磁性合金の粉末について、VSMにより飽和磁化 σ_s を測定し、インピーダンスアナライザによって1kHzにおける実効透磁率 μ_e を測定し、BHループトレサにより保磁力H_cを測定し、更に磁歪 λ_s を測定した。尚、保磁力H_c、透磁率 μ_e 及び磁歪 λ_s は、同じ組成の合金溶湯を単ロール法により急冷して製造した合金帯を用いて測定し、また飽和磁化 σ_s は、熱処理前の合金粉末を用いて測定した。表1に各合金粉末の飽和磁化 σ_s 、保磁力H_c、実効透磁率 μ_e 及び磁歪 λ_s を示す。

【0080】

【表1】

試料	組成	T _c /K	T _g /K	T _x /K	ΔT_x /K	T _m	T _g /T _m	σ_s (Wbm/kg)	H _c /Am ⁻¹	μ_e (1kHz)	λ_s (10 ⁻⁶)
1	Fe80P13C7	581	696	734	38	1304	0.53	199	2.6	9680	22
2	Fe75P13C7B5	581	767	806	39	1187	0.65	182	1.6	24400	16
3	Fe77P13C5B5	600	759	803	44	1301	0.58	193	2.4	19800	17
4	Fe77P13C5Si5	592	752	786	34	1273	0.59	195	2.4	11800	18
5	Fe75P15C5B5	580	772	806	34	1311	0.59	178	3.2	25400	15
6	Fe79P13C5B3	591	730	769	39	1258	0.58	198	2.4	17500	18
7	Fe78Cr2P13C7	543	707	746	39	1263	0.56	177	2	12600	16
8	Fe77Cr3P13C7	512	700	739	39	1299	0.54	174	2	18300	15
9	Fe76Cr4P13C7	499	698	737	39	1274	0.55	164	2.4	15560	14
10	Fe77Cr2P13C5B3	548	725	766	41	1285	0.56	177	1.4	18400	17
11	Fe75Cr2P13C5B5	556	755	798	43	1324	0.57	174	1.4	26900	12
12	Fe70.85Cr2P12.25C4.65B7Si3.32	548	803	845	42	1281	0.63	177	1.4	23500	12
13	Fe73.4Cr1.96P12.74C4.9B7	554	749	799	50	1226	0.61	178	1.6	24300	15
14	Fe76Cr2P9.23C2.2B7.7Si2.87	584	751	805	54	1288	0.58	184	1.6	24500	18
15	Fe75.21Cr1.98P9.14C2.18B7.62Si3.87	584	776	823	47	1334	0.58	181	2.2	21000	17
16	Fe76Cr2P9.23C1.2B8.7Si2.87	583	760	809	49	1288	0.59	184	2.2	20100	18
17	Fe76Cr2P8.44C2.2B8.7Si2.66	591	756	803	47	1303	0.58	190	2.6	18700	19
18	Fe77Cr1P9.23C2.2B7.7Si2.87	610	759	803	44	1243	0.61	195	2.6	19300	20
19	Fe70Cr2Al5P9.65C5.75B4.6Si3	537	765	831	66	1277	0.6	173	2	22000	15
20	Fe70Cr2P11.75C7B5.6Si3.65	547	802	843	46	1317	0.61	175	2.5	21000	14
21	Fe76Mo2P9.23C2.2B7.7Si2.87	593	760	815	56	1295	0.59	190	2.2	21500	18
22	Fe76V2P9.23C2.2B7.7Si2.87	590	755	810	54	1290	0.59	187	2.2	21500	18

【0081】表1に示す試料2~6の合金粉末は、Alを0とした本発明に係るFePCB系またはFePCS系合金である。また試料7~20の合金粉末は、Crを添加すると共にAlを0とした本発明に係るFePCCr(B)系合金である。試料1は、比較例の合金(FePC系合金)である。表1に示すように、試料2~20の本発明に係る非晶質軟磁性合金粉末は、Alが添加されていないにもかかわらず、 ΔT_x が20以上を示しており、金属ガラス合金であることが分かる。次に試料2~6を見ると、飽和磁化 σ_s が $180 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ を越えるとともに、実効透磁率 μ_e が10000

を越えており、試料1(比較例)より優れた磁気特性を示すことが分かる。

【0082】次にCrを添加した試料7~20では、飽和磁化 σ_s が試料2~6よりもやや低くなるものの、実効透磁率 μ_e はいずれも10000を越えており、特に試料11の μ_e は26900と高い値を示している。従ってCrの組成比が2~3原子%の範囲では磁気特性が劣化することなく、Cr無添加のものと比較して遜色のない程度の磁気特性を示している。更に試料7~20は、急冷直後に外観を観察したところ、製造時に水に触れたにもかかわらず、Feの腐食による酸化鉄の発生が

認められなかった。このことはCr添加による耐食性向上の効果が明確に現れていることを示している。一方、試料2～6では、急冷直後の外観観察の結果、製造時に水に触れたことによると思われる腐食が発生し、赤茶色の酸化鉄が一部生じていることが確認された。ただし試料2～6については、酸化鉄の発生がそれほど大量ではなかったため、磁気特性への悪影響が見られなかったものと思われる。また、Crに代えてMo、Vを添加した試料21、22も各磁気特性は良好な値を示しており、耐食性も良好であった。

【0083】次に、JIS C5028に基づき、塩化ナトリウムの1級相当品の塩水を各試料に96時間噴霧し、その外観を観察した結果、Cr若しくはMo、Vを添加しない試料1～6に関しては、その外観は著しく変色し発錆していたのに対し、試料7～12、14、16、17、19～22はほぼ変色はなく発錆もしていなかった。またCrを2原子%未満添加した試料13、15、18に関しては若干の変色が見られ、これらの試料は水アトマイズの工程における耐食性は優れているものの、長時間の耐環境性はCr若しくはMo、Vを2原子%以上添加したものより劣っていることが分かった。これにより、Cr、Mo、Vより選ばれる1種または2種以上の元素からなるXは、優れた耐食性を得るために2原子%以上添加するのが好ましいことが分かる。

【0084】

【発明の効果】以上、詳細に説明したように、本発明の非晶質軟磁性合金は、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が20K以上の非晶質相を主相とする組織からなり、下記の(1)～(4)の組成式で表されるものであり、Fe単独またはFeと元素Tの合計の組成比を70原子%以上79原子%以下とし、Alを0原子%以上10原子%以下とし、P、C、B、(Si)の合計を11原子%以上30原子%以下とするので、 T_g/T_m が0.57以上になって非晶質形成能が高くなり、また飽和磁化 σ_s を $180 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上にすることができ、これにより優れた軟磁気特性を示す非晶質合金を構成することができる。ただし、下記XはCr、Mo、Vより選ばれる1種または2種以上の元素である。

- (1) $\text{Fe}_{100-x-y-z-w-t} \text{Al}_x \text{PyC}_2 \text{B}_w \text{X}_t$
- (2) $(\text{Fe}_{1-a} \text{Ta})_{100-x-y-z-w-t} \text{Al}_x \text{PyC}_2 \text{B}_w \text{X}_t$
- (3) $\text{Fe}_{100-x-v-z-w-t} \text{Al}_x (\text{P}_{1-b} \text{Si}_b)_v \text{C}_2 \text{B}_w \text{X}_t$
- (4) $(\text{Fe}_{1-a} \text{Ta})_{100-x-v-z-w-t} \text{Al}_x (\text{P}_{1-b} \text{Si}_b)_v \text{C}_2 \text{B}_w \text{X}_t$

【0085】また、本発明の非晶質軟磁性合金によれば、上記組成式において、Fe単独またはFeと元素Tの合計の組成比を、76原子%以上79原子%以下とし、Alを0原子%以上6原子%以下とし、P、C、B、(Si)の合計を18原子%以上24原子%以下とするので、 T_g/T_m が0.57以上になって非晶質形成能が向上し、また飽和磁化 σ_s を $200 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m}$

$/ \text{kg}$ 以上にすることができ、よりすぐれた軟磁気特性を示す非晶質合金を構成することができる。

【0086】更に、本発明の非晶質軟磁性合金によれば、上記組成式において、Fe単独またはFeと元素Tの合計の組成比を、77原子%以上79原子%以下とし、Alを0原子%以上5原子%以下とし、P、C、B、(Si)の合計を18原子%以上22原子%以下とするので、 T_g/T_m が0.57以上になって非晶質形成能が向上し、また飽和磁化 σ_s を $210 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 以上にすることができ、更にすぐれた軟磁気特性を示す非晶質合金を構成することができる。

【0087】そして、本発明の非晶質軟磁性合金は、合金溶湯を霧状に噴霧させて急冷することにより形成されたものであり、これにより粒状あるいは略球状の粒子からなる非晶質合金粉末を得ることができ、この粉末は、珪帯を粉碎して得た粉末と比較していびつな形状の粒子を含まないので、反磁界の影響が小さく、磁気コア等に加工した場合でも軟磁気特性が劣化せず、優れた磁気特性を発現させることができる。また、非晶質軟磁性合金の非晶質形成能を示す T_g/T_m が0.57以上であるので、合金溶湯を噴霧するだけで非晶質相を主相とする組織の合金を得ることができ、結晶質相が析出することがなく、優れた軟磁気特性を発現させることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明の実施形態の非晶質軟磁性合金を製造する際に用いて好適な高圧ガス噴霧装置の構造を示す断面模式図である。

【図2】 $\text{Fe}_{77} \text{Al}_{11} \text{P}_9.23 \text{C}_{2.2} \text{B}_{7.7} \text{Si}_{2.87}$ なる組成の非晶質軟磁性合金粉末のX線回折パターンを示す図である。

【図3】 $\text{Fe}_{77} \text{Al}_{11} \text{P}_9.23 \text{C}_{2.2} \text{B}_{7.7} \text{Si}_{2.87}$ なる組成の非晶質軟磁性合金粉末のSEM写真である。

【図4】 $\text{Fe}_{77} \text{Al}_{11} \text{P}_9.23 \text{C}_{2.2} \text{B}_{7.7} \text{Si}_{2.87}$ なる組成の非晶質軟磁性合金粉末のDSC曲線を示す図である。

【図5】 $\text{Fe}_{100-x-r} \text{Al}_x (\text{P}_{0.42} \text{C}_{0.1} \text{B}_{0.35} \text{Si}_{0.13})_r$ なる組成の非晶質軟磁性合金粉末のガラス遷移温度 T_g のFe、Al及び(PCBSi)組成の依存性を示す三角組成図である。

【図6】 $\text{Fe}_{100-x-r} \text{Al}_x (\text{P}_{0.42} \text{C}_{0.1} \text{B}_{0.35} \text{Si}_{0.13})_r$ なる組成の非晶質軟磁性合金粉末の結晶化開始温度 T_x のFe、Al及び(PCBSi)組成の依存性を示す三角組成図である。

【図7】 $\text{Fe}_{100-x-r} \text{Al}_x (\text{P}_{0.42} \text{C}_{0.1} \text{B}_{0.35} \text{Si}_{0.13})_r$ なる組成の非晶質軟磁性合金粉末の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x のFe、Al及び(PCBSi)組成の依存性を示す三角組成図である。

【図8】 $\text{Fe}_{100-x-r} \text{Al}_x (\text{P}_{0.42} \text{C}_{0.1} \text{B}_{0.35} \text{Si}_{0.13})_r$ なる組成の非晶質軟磁性合金粉末の T_g/T_m のFe、Al及び(PCBSi)組成の依存性を示す三角組成

図である。

【図9】 $\text{Fe}_{100-x-r}\text{Al}_x(\text{P}_{0.42}\text{C}_{0.1}\text{B}_{0.35}\text{Si}_{0.13})_r$ なる組成の非晶質軟磁性合金粉末のキュリー温度 T_c の Fe 、 Al 及び (PCBSi) 組成の依存性を示す三角組成図である。

【図10】 $\text{Fe}_{100-x-r}\text{Al}_x(\text{P}_{0.42}\text{C}_{0.1}\text{B}_{0.35}\text{Si}_{0.13})_r$ なる組成の非晶質軟磁性合金粉末の飽和磁化 σ_s の Fe 、 Al 及び (PCBSi) 組成の依存性を示す三角組成図である。

【図11】 $\text{Fe}_{100-x-r}\text{Al}_x(\text{P}_{0.42}\text{C}_{0.1}\text{B}_{0.35}\text{Si}_{0.13})_r$ なる組成の非晶質軟磁性合金の実効透磁率 μ_e の Fe 、 Al 及び (PCBSi) 組成の依存性を示す三角組成図である。

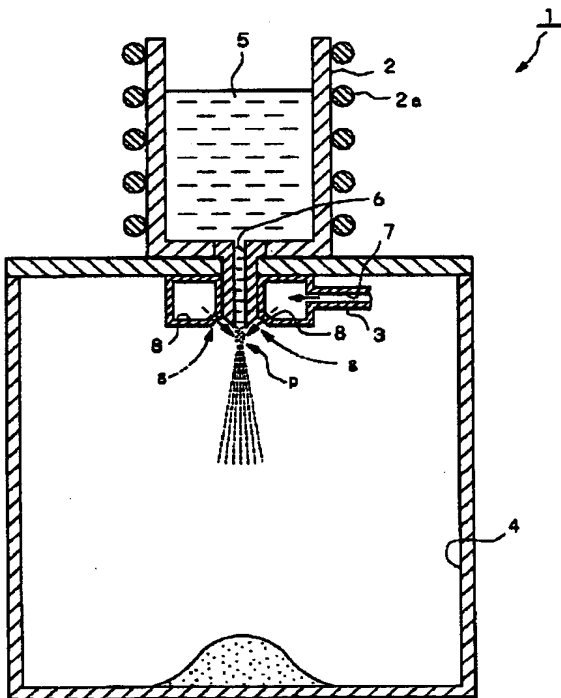
【図12】 $\text{Fe}_{100-x-r}\text{Al}_x(\text{P}_{0.42}\text{C}_{0.1}\text{B}_{0.35}\text{Si}_{0.13})_r$ なる組成の非晶質軟磁性合金の保磁力 H_c の Fe 、 Al 及び (PCBSi) 組成の依存性を示す三角組成図である。

【図13】 $\text{Fe}_{100-x-r}\text{Al}_x(\text{P}_{0.42}\text{C}_{0.1}\text{B}_{0.35}\text{Si}_{0.13})_r$ なる組成の非晶質軟磁性合金粉末の T_g/T_m 及び飽和磁化 σ_s の Fe 、 Al 及び (PCBSi) 組成の依存性を示す三角組成図である。

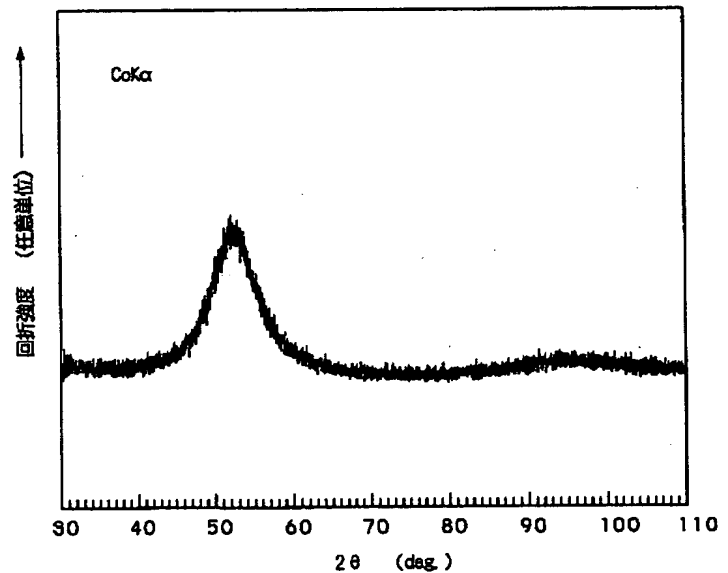
【符号の説明】

1…高圧ガス噴霧装置、2…溶湯のつぼ、3…ガス噴霧器、4…チャンバ、5…合金溶湯、6…溶湯ノズル、7…導入流路、8…ガス噴射ノズル、g…ガス流、p…噴霧点

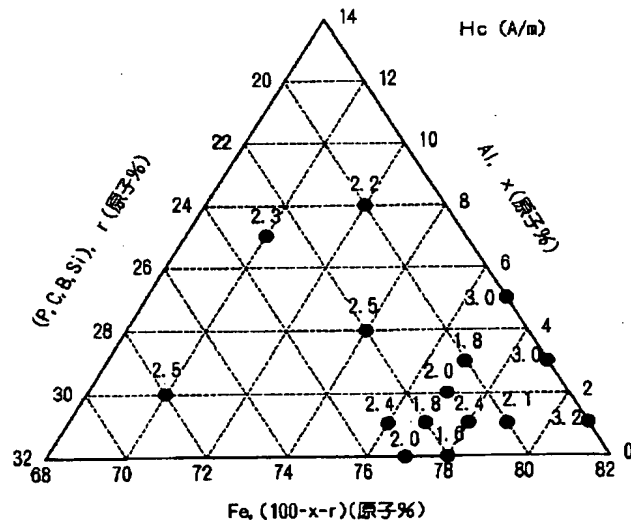
【図1】



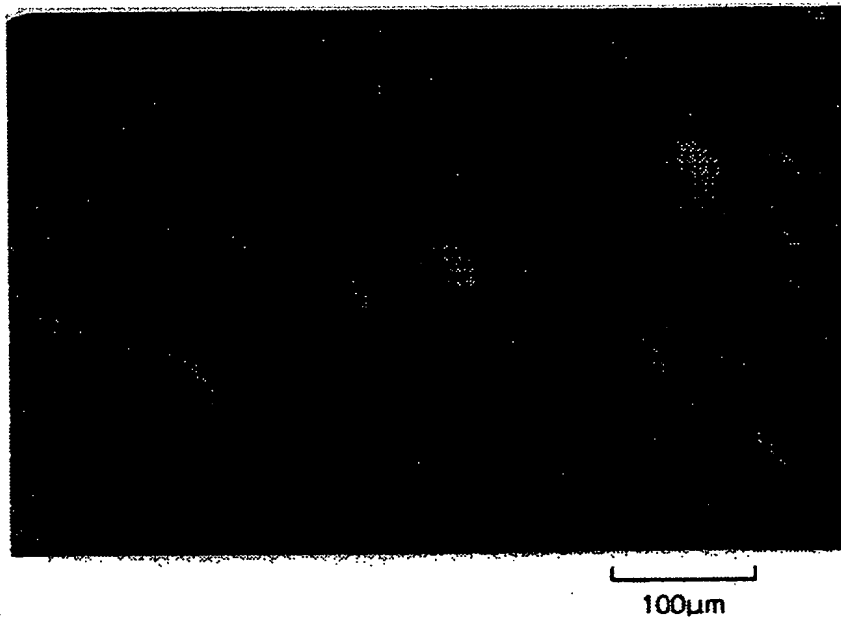
【図2】



【図12】

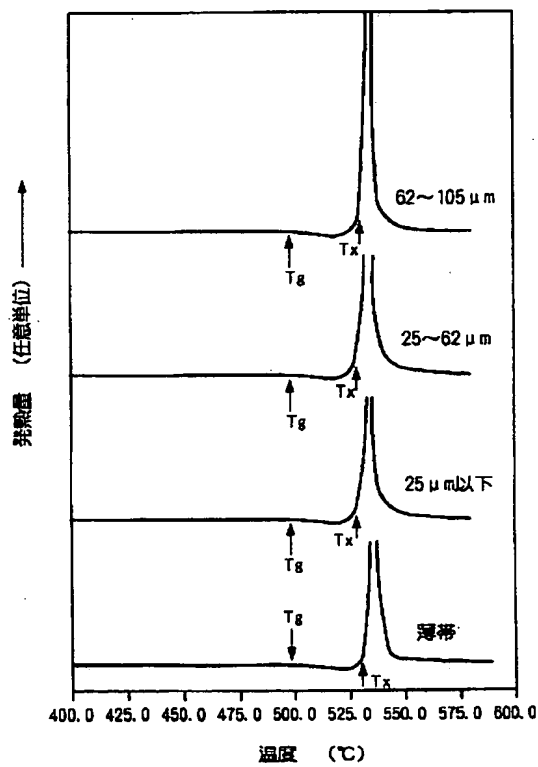


【図3】

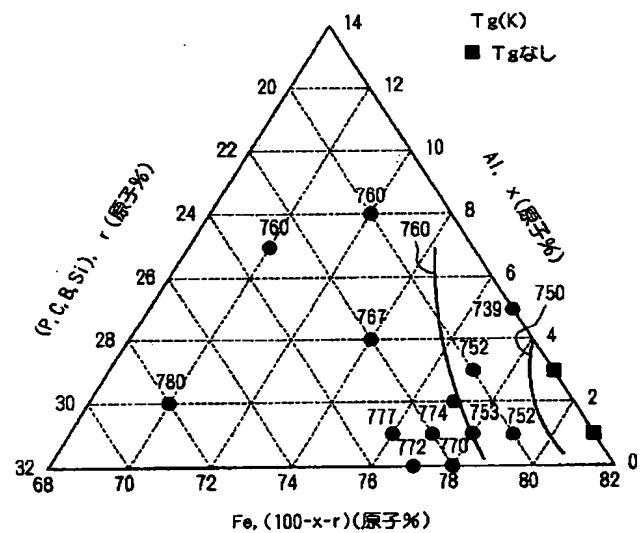


BEST AVAILABLE COPY

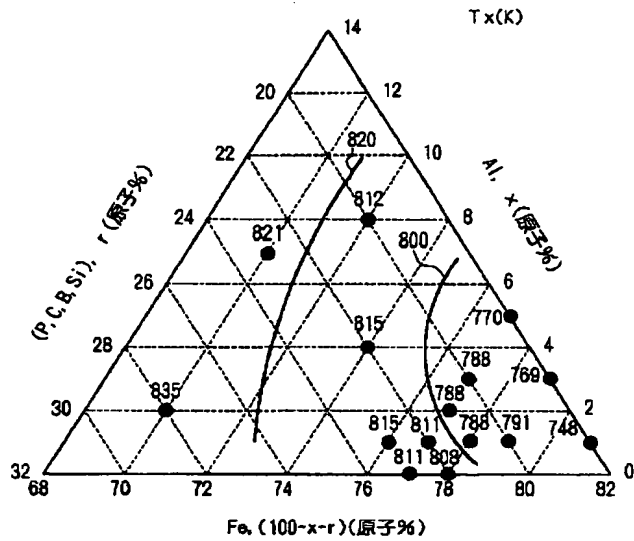
【図4】



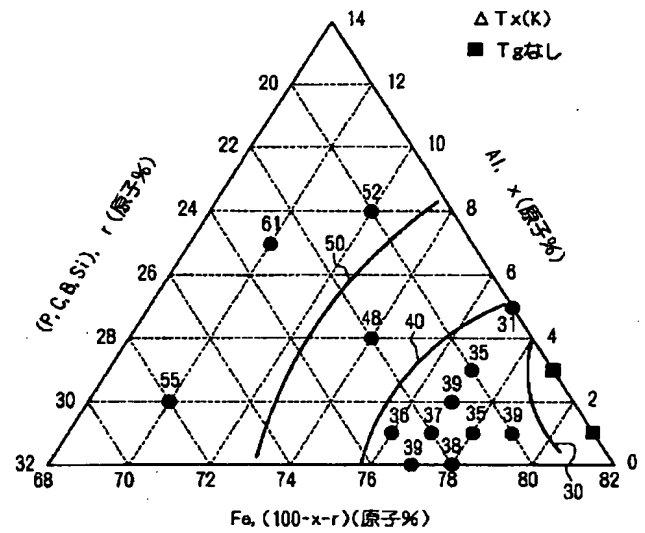
【図5】



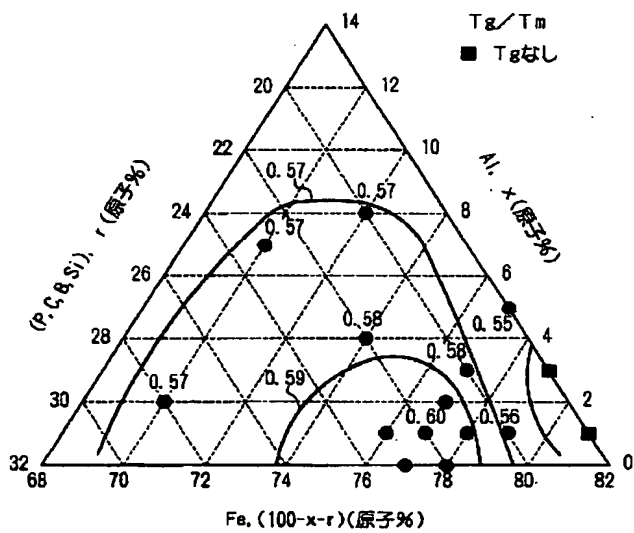
【図6】



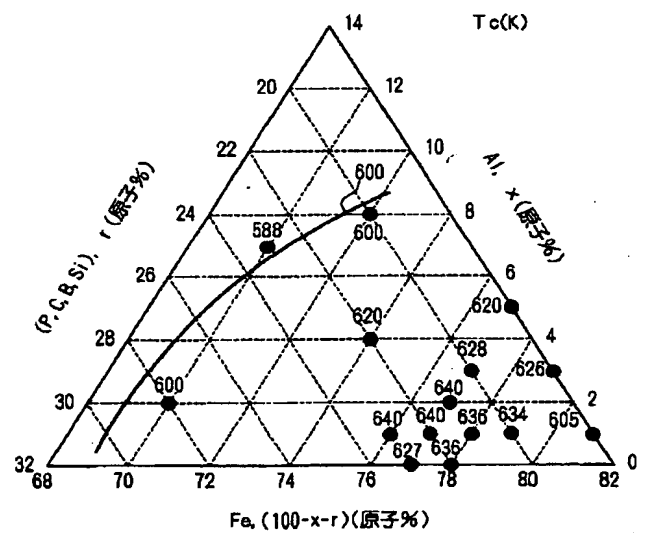
【図7】



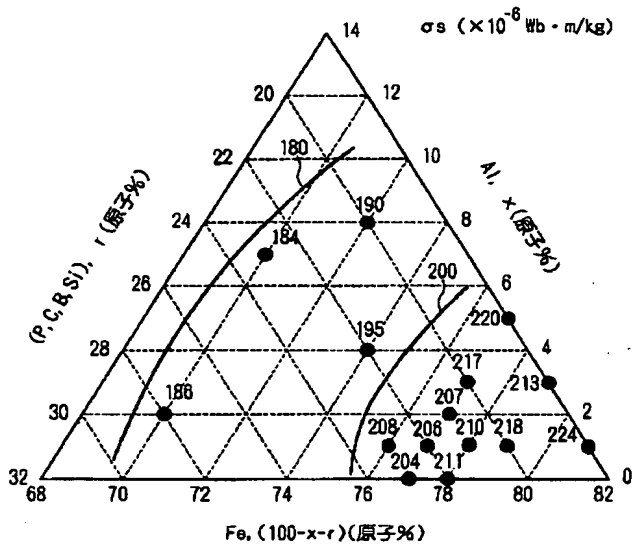
【図8】



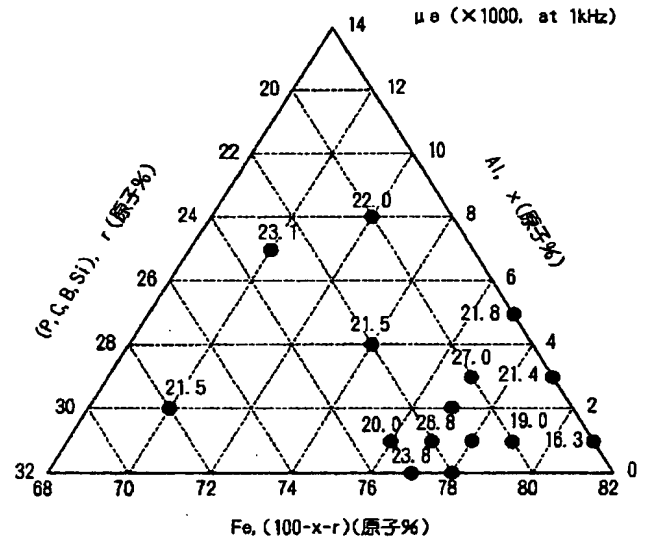
【図9】




【図10】

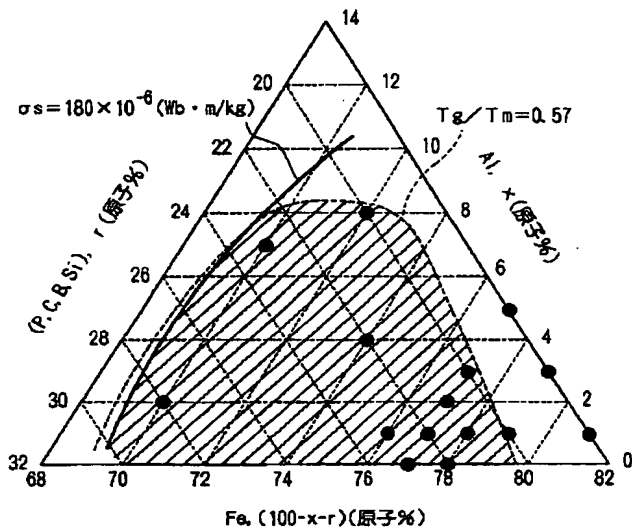


【図11】



【図13】

-  好ましい組成範囲
 ----- $T_g/T_m = 0.56, 0.57$
 ————— $\sigma_s = 180 \times 10^{-6} \text{ (Wb} \cdot \text{m/kg)}$



フロントページの続き

(72)発明者 小柴 寿人
 東京都大田区雷谷大塚町1番7号 アルプ
 ス電気株式会社内

(72)発明者 吉田 昌二
 東京都大田区雷谷大塚町1番7号 アルプ
 ス電気株式会社内

(72)発明者 水嶋 隆夫
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内

Fターム(参考) 4K017 AA04 BA06 BB01 BB14 BB18
DA02 DA05 EB00
5E041 AA04 BD03 CA01 CA02